

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-027181

(43)Date of publication of application : 29.01.2003

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C22C 38/58

(21)Application number : 2001-212173

(71)Applicant : KOMATSU LTD

(22)Date of filing : 12.07.2001

(72)Inventor : TAKAYAMA TAKEMORI
NAKAO TSUTOMU

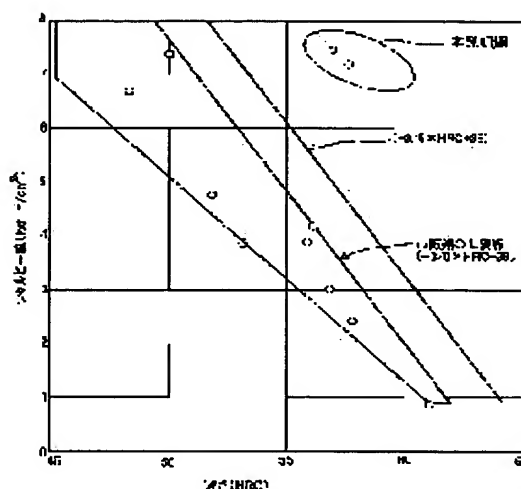
(54) HIGH-TOUGHNESS, WEAR-RESISTANT STEEL

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide inexpensive high-toughness, wear-resistant steel in which satisfactory toughness can be secured even in the case of ≥ 55 HRC hardness.

SOLUTION: The steel with tempered martensitic structure has a composition at least containing, by weight, 0.21–0.80% C, 0.3–2.0% Al and 0.5–4.0% Ni as essential components, further containing alloying elements, such as Si, Mn, Cr, Mo, W, V, Ti, Cu and B, and inevitable impurity elements, such as P, S, N and O, and having the balance essentially Fe.

硬度「HRC」とシャルピー値との関係



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-27181

(P2003-27181A)

(43) 公開日 平成15年1月29日 (2003.1.29)

(51) Int.Cl.⁷C 2 2 C 38/00
38/58

識別記号

3 0 1

F I

C 2 2 C 38/00
38/58

テマコード* (参考)

3 0 1 H

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 6 頁)

(21) 出願番号 特願2001-212173(P2001-212173)

(22) 出願日 平成13年7月12日 (2001.7.12)

(71) 出願人 000001236

株式会社小松製作所

東京都港区赤坂二丁目3番6号

(72) 発明者 高山 武盛

大阪府枚方市上野3丁目1-1 株式会社

小松製作所生産技術開発センタ内

(72) 発明者 中尾 力

大阪府枚方市上野3丁目1-1 株式会社

小松製作所生産技術開発センタ内

(74) 代理人 100097755

弁理士 井上 勉

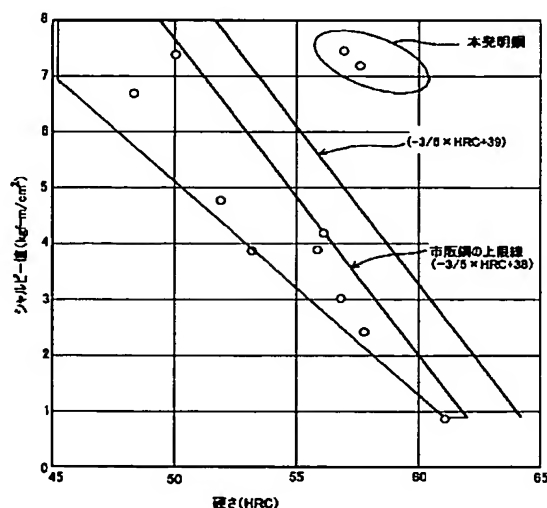
(54) 【発明の名称】 高韌性耐摩耗用鋼

(57) 【要約】

【課題】 硬さがHRC55以上においても十分な韌性を確保することのできる安価な高韌性耐摩耗用鋼を提供する。

【解決手段】 少なくともC:0.21~0.80重量%、Al:0.3~2.0重量%、Ni:0.5~4.0重量%を必須成分として含有し、さらに、Si、Mn、Cr、Mo、W、V、Ti、Cu、B等の合金元素とP、S、N、O等の不可避免的不純物元素を含有して、残部が実質的にFeの焼戻しマルテンサイト組織鋼とする。

硬さ(HRC)とシャルピー値との関係



【特許請求の範囲】

【請求項1】 少なくともC：0.21～0.80重量％、Al：0.3～2.0重量％、Ni：0.5～4.0重量％を必須成分として含有し、さらに、Si、Mn、Cr、Mo、W、V、Ti、Cu、B等の合金元素とP、S、N、O等の不可避的不純物元素を含有して、残部が実質的にFeの焼戻しマルテンサイト組織鋼よりなることを特徴とする高韌性耐摩耗用鋼。

【請求項2】 前記合金元素として、少なくともSi：0.05～2.3重量％、Mn：0.5～3.0重量％、Cr：0.5～2.0重量％、Mo：0.1～1.2重量％、V：0.4重量％以下、B：0.0003～0.003重量％の1種以上が含有される請求項1に記載の高韌性耐摩耗用鋼。

【請求項3】 前記不可避的不純物元素として、Sの重量％が、Mnの重量％の1/100倍以下となるようにSおよびMnが調整されている請求項1または2に記載の高韌性耐摩耗用鋼。

【請求項4】 さらに、Nb、Ti、Zr、Ta、Hf、Ca、Y、La、Ceの1種以上が総量で0.005～0.2重量％含有される請求項2または3に記載の高韌性耐摩耗用鋼。

【請求項5】 硬さHRC55以上でのシャルピー衝撃値が $-3/5$ （HRC）+38を越える請求項1～4のいずれかに記載の高韌性耐摩耗用鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、油圧ショベル、ブルドーザ等の建設、土木用機械の掘削用刃先や装軌式車両の履帯リンク、ローラ、ブッシュ、スプロケットなどに用いる高硬度でかつ韌性に優れた高韌性耐摩耗用鋼に関し、より詳しくはAlとNiを複合添加した焼戻しマルテンサイト組織鋼よりなる高韌性耐摩耗用鋼に関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来、建設、土木機械に利用される掘削用刃先としては、岩盤を割り、掘削するリップポイント、バケットツース、カティングエッジ等が挙げられる。また、装軌式車両の履帯リンク、ローラ、ブッシュ、スプロケット等のように、一般的には背反関係にある耐衝撃性と耐摩耗性の優れた特性を要求する部品が多くある。

【0003】このような耐摩耗用鋼としては、SNCM、SCrB、SMnB系の中炭素添加鋼が焼入れ焼戻しなどの熱処理を施して広く用いられている。

【0004】また、特開平5-78781号公報に開示されているように、低P化、低S化および低Mn化による粒界強化と、Mo、V、Nbの添加による結晶粒の微細化による粒界偏析低減、さらには、Mo、Cr、V、Nbの複合添加により高い焼戻し軟化抵抗性を付与した

高韌性の耐摩耗用鋼が知られている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】ところで、前記建設、土木機械に利用される耐摩耗用鋼としては、硬さをHRC50～55の範囲に調整し、ある程度の韌性を持たせて使用するのが一般的であり、このような特性範囲内においては、前記SNCM、SCrB、SMnB系の中炭素添加鋼が広く利用されている。しかし、近年ますますその使用環境が過酷になるとともにコスト低減の観点からも、より高硬度で韌性に優れた耐摩耗用鋼に対する要求がある。

【0006】また、前記特開平5-78781号公報に開示された技術においては、低P化、低S化および低Mn化が図られているとともに、極めて高価なMoが多量に添加されているために、高価になり易いという問題点がある。また、この公報中に記載の実施例においては、二次硬化温度までの高温焼戻しを前提として韌性を確保していることから、高硬度が十分でなく、耐摩耗性に対しても難点がある。

【0007】本発明は、このような問題点を鑑みてなされたもので、硬さがHRC55以上においても十分な韌性（シャルピー衝撃値 $5\text{ kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 以上）を確保することのできる安価な高韌性耐摩耗用鋼を提供することを目的とするものである。

【0008】

【課題を解決するための手段および作用・効果】本発明者らは、前記耐摩耗用鋼の必要特性を得るために、鋭意研究の結果、次の1)2)の2条件を満足するのが有効であることを知見し、さらに、3)～7)の各条件を加えて本発明を完成したものである。

1) AlとNiの複合添加によって粒界の強化が可能となり、韌性を画期的に改善すること。

2) 鋼中のSとMn濃度の比率を適正化することによって、結晶粒界へのSの偏析を軽減して、粒界強度劣化を軽減できること。

3) Zr、Ca、Y、La、Ce等の強脱硫元素を添加して、結晶粒界へのSの偏析を抑制するとともに、硫化物析出形状を粒状化することが韌性の向上に有効であること。

4) 低P、低S化によって粒界偏析の軽減、清浄化ができ、よりすぐれた韌性の向上に有効であること。

5) V、Nb、Ti、Zr、Hf、Ta、Y、La、Ce（REM：希土類金属）の1種以上を添加して、それらの微細な炭化物、窒化物、硫化物の微細分散による結晶粒の微細化を図ることによって、粒界偏析の軽減と粒界への応力集中を軽減することが韌性の向上に有効であること。

6) 安定した焼入れ性を確保するために、Mn、Cr、Mo、V、B等の合金元素を適量添加した場合においても韌性に対する顕著な劣化作用が無く、摩耗減量する部

位における十分な硬質な硬化層を与えるための熱処理性が確保できること。

7) さらに、Mn、Cr、Mo、V、Bの合金元素量を調整して、焼戻し軟化抵抗の適正化がはかれること。

【0009】要するに、本発明に係る高韧性耐摩耗用鋼は、少なくともC:0.21~0.80重量%、Al:0.3~2.0重量%、Ni:0.5~4.0重量%を必須成分として含有し、さらに、Si、Mn、Cr、Mo、W、V、Ti、Cu、B等の合金元素とP、S、N、O等の不可避的不純物元素を含有して、残部が実質的にFeの焼戻しマルテンサイト組織鋼よりなることを特徴とするものである。

【0010】本発明においては、前記合金元素として、少なくともSi:0.05~2.3重量%、Mn:0.5~3.0重量%、Cr:0.5~2.0重量%、Mo:0.1~1.2重量%、V:0.4重量%以下、B:0.0003~0.003重量%の1種以上が含有されるのが好ましい。

【0011】また、前記不可避的不純物元素として、Sの重量%が、Mnの重量%の1/100倍以下となるようにSおよびMnが調整されているのが好ましい。

【0012】さらに、Nb、Ti、Zr、Ta、Hf、Ca、Y、La、Ceの1種以上が総量で0.005~0.2重量%含有されるのが良い。

【0013】本発明においては、硬さHRC55以上でのシャルピー衝撃値を $-3/5$ (HRC)+38を越えるようにすることができる。

【0014】次に、本発明における鋼成分(重量%)の限定理由を詳細に述べる。

C:0.21~0.80重量%

Cは、耐摩耗性を付与する焼入れ後のマルテンサイト組織硬さに最も寄与する元素である。この成分範囲は、0.21重量%未満では所望の硬さ(HRC55以上)が達成されず、また0.85重量%以上では硬さがほぼ飽和するか、もしくは残留オーステナイト相が増大して軟化する。したがって、0.21~0.80重量%の範囲とするのが好ましく、より好ましくは0.25~0.60重量%である。

【0015】Al:0.3~2.0重量%

Alは脱酸作用が極めて強力であり、また鋼中の窒素NとAlNを形成して、結晶粒の微細化に作用することが知られており、通常のキルド肌焼き鋼においては0.005~0.05重量%の範囲で添加されている。さらに、本発明では、鋼中に固溶するAlは粒界への偏析傾向が強く、かつ粒界強度を劣化させる不純物元素P、Sを粒界から強力に排斥するとともに、粒界韧性を改善するNi(、Mo)を強力に引き寄せる作用をすることから、AlとNi(、Mo)を積極的に添加して韧性を改善する。このAlの添加量範囲は0.3重量%未満ではその効果が十分でなく、また2.0重量%以上において

はその効果が飽和するために0.3~2.0重量%の範囲とするのが好ましく、より好ましくは0.5~1.5重量%である。

【0016】Ni:0.5~4.0重量%

Niは焼入れ性を高めると共に、韧性を向上する元素として、例えばSNCM肌焼き鋼やAIS14340強力鋼などのように2.0重量%以下の範囲で添加されているが、本発明では前記Alとの複合添加作用によってより効果的に韧性向上に寄与するために、Ni添加の下限量を0.5重量%とした。また、その上限値は、NiとAlの複合添加によるNiAl金属間化合物の析出による焼戻し軟化抵抗性を高め、耐摩耗性を改善するが、過剰な添加は韧性をかえて損なうとともに経済的に不利であることから4.0重量%とした。なお、このNi添加量の上限値としては3.0重量%がより好ましい。

【0017】Si:0.05~2.3重量%

Siは不可避的に製鋼中に含有されるものであり、通常、0.05~0.3重量%含有されているが、鋼の焼戻し軟化抵抗性をより高めるためには、例えば、耐摩耗用のCr-Mo-Si系強靱鋼にあるように2.3重量%程度まで添加されており(0.4C-2.3Si-1.3Mn-1.4Cr-0.35Mo-0.20V)、本発明においても2.3重量%の添加が許容されるものとした。他の強靱鋼の例としては次のとおりである。

NiCrMoSi系:0.4C-1.5Si-0.75Mn-2.0Ni-1.0Cr-0.4Mo

NiMoSi系:0.25C-1.5Si-1.30Mn-1.80Ni-0.40Mo

CrMoSi(A)系:0.35C-1.50Si-1.25Mn-1.25Cr-0.35Mo-0.20V

30 CrMoSi(B)系:0.4C-2.3Si-1.3Mn-1.4Cr-0.35Mo-0.20V

なお、本発明ではSiと同様に鋼のフェライト相を安定化するAlを必須元素として含有することから、Al+Si \leq 3.0重量%としていたずらに焼入れ処理温度を高めることを避けるものとした。

【0018】Mn:0.5~3.0重量%

Mnは顕著な脱硫作用を示すだけでなく、鋼の焼入れ性を向上させる有効な元素であるとともに、Niと同様に鋼のオーステナイト相を強力に安定化させてA3変態温度を降下させ、焼入れ温度を低下させる有効な元素であり、前記フェライト安定化元素であるAl、Siの添加によるA3変態温度の上昇を抑制する有効な元素であるので、本発明では、共析温度に対するMn、Ni、Si、Alの影響から、近似的な(Si+Al)=2.0(Ni+Mn)の関係を考慮して、3.0重量%以下とし、焼入れ温度が900℃以上にならないように抑え、旧オーステナイト結晶粒がASTM粒度番号8を超えて粗大化することがないようにしている。なお、Mn添加量が後述のS/Mn \leq 0.01の関係を維持していることは明らかである。

【0019】Cr: 0.5~2.0重量%

Crは鋼の焼入れ性を向上させるとともに、焼戻し軟化抵抗性を高める元素である。とりわけ、Mo、Nb、V等との複合添加によってその軟化抵抗性を顕著に高めるが、0.5重量%以下ではその作用が十分に発揮されず、2.0重量%以上では経済的な効果が期待できない。

【0020】Mo: 0.1~1.2

Moは焼入れ性を向上させ、焼戻し軟化抵抗性を高める元素であり、またさらに、高温焼戻し脆性を改善する元素として良く知られており、本発明においても高い焼戻し温度での脆性の抑制の観点から、下限値を0.1重量%とし、上限値は焼入れ温度での炭化物の析出を抑制する観点から1.2重量%以下とした。

【0021】V: 0.4重量%以下

Vは焼戻し軟化抵抗性を高め、耐摩耗性を高めるのに有効な元素であるが、V炭化物の固溶度が小さく、焼入れ温度での加熱時にV炭化物がオーステナイト相中に析出して、靱性を劣化するために、0.4重量%以下に抑えて使用することが好ましい。なお、より好ましくは0.25重量%以下とするのが良い。

【0022】B: 0.0003~0.003重量%

Bは顕著な焼入れ性の向上を図る元素であり、多くの場合において、焼入れ性を向上させる他の合金元素量を低減できる経済的効果が期待され、0.0003重量%以下ではその効果が得られず、また、0.003重量%を超えると、BNの析出によって靱性を劣化されることが知られている。また、Bはオーステナイト結晶粒界にP、Sよりも強力に偏析し易く、とりわけ、Sを強力に粒界から排出し、粒界強度を改善するので積極的に利用することが好ましい。

【0023】Nb、Ti、Zr: 0.005~0.20
Nb、Ti、Zrは、結晶粒を微細化する元素としてよく知られており、通常の範囲内で添加されるものであるが、0.2重量%を超えると炭化物、窒化物の析出量が多くなり、靱性に対しても良くないことが知られてい

る。

【0024】この他に、P、Sを以下の添加量とするのが良い。

P: 0.015重量%以下

Pはいかなる熱処理を施しても完全に消滅することができず、粒界強度を低下する元素であるが、本発明のA1添加によって、通常含有する0.015重量%Pの粒界強度劣化をほぼ解消することができることは極めて望ましい特性である。

【0025】S: 0.015重量%以下

SもPと同様に表面偏析、粒界偏析しやすく、粒界強度を劣化させる元素であるが、本発明では、強力な硫化物形成元素であるMnを鋼中のS(重量%) / Mn(重量%)比が0.01以下になるように調整してMnSを析出させることによって鋼マトリックス中の固溶S濃度を低減し、その粒界偏析を低減して粒界強度劣化を防止するのが良い。

【0026】さらに、Ca、YやLa、Ce等希土類元素の強力な硫化物形成元素を0.2重量%以下の範囲で添加し、鋼中に微細な硫化物を均一に分散させ、固溶S濃度を低減することによってその粒界偏析を低減し、粒界強度の回復を図ることは好ましい。なお、直接的にS自身の含有量を0.05以下に抑えることがより好ましいのは明らかである。

【0027】

【実施例】次に、本発明による高靱性耐摩耗用鋼の具体的な実施例について、図面を参照しつつ説明する。

【0028】(実施例1: 浸炭TP試験) 本実施例で使用した鋼組成が表1に示されている。各鋼は25kgの高周波溶解炉により溶製し、熱間鍛造により直径35mmの丸棒状に成形した後に、980℃で焼きならし処理を施して、機械加工により図1に示される形状のシャルピー衝撃試験片とした。

【0029】

【表1】

鋼材組成とシャルピー衝撃試験結果

No	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	P	S	Al	B	Ti	表面硬さ	シャルピー値	S/Mn比
A	0.2	0.07	0.5		1.01	0.26		0.006	0.003	1.07		0.001	62.5	2.5	0.006
*B	0.19	0.07	1.19	1	1.01	0.23		0.005	0.005	1.06		0.008	62	7.6	0.004
C	0.22	0.22	0.82		1.15	0.15		0.007	0.005	0.033			63	1.9	0.006
*D	0.21	0.07	1.19	1	1.01	0.23		0.013	0.01	1.06			62	5.9	0.005
*E	0.21	0.07	0.89	1.02	1.01	0.23		0.005	0.006	0.29			62.5	4.6	0.007
*F	0.22	0.08	1.18	0.49	0.52	0.23		0.006	0.005	0.73			62	4.9	0.004
*G	0.2	0.23	0.78	2.11	0.89	0.15		0.015	0.014	1.53			61.5	5.7	0.018
H	0.21	0.23	0.76	1.97	0.92	0.16		0.016	0.012	0.035			61.5	2.6	0.016
I	0.19	0.21	1.13	0.01	0.02			0.013	0.013	0.029			62.5	1.3	0.013
*J	0.2	0.24	1.61	0.53	0.03			0.015	0.011	0.32			61.5	4.2	0.007
*K	0.19	0.21	1.47	0.43	0.02			0.014	0.01	0.31	0.0013	0.09	61.5	4.9	0.007
L	0.18	0.22	1.43	0.01	0.01			0.013	0.009	0.029	0.001	0.07	61	3.2	0.006
*M	0.2	0.08	1.21	0.98	1.01	0.23	0.21	0.006	0.007	1.06			61.5	5.3	0.006
N	0.19	0.07	1.19	1.01	1.05	0.22	0.43	0.005	0.006	1.01			62	2.7	0.005

【0030】熱処理は小型浸炭炉を用い図2に示される条件で浸炭焼入れ熱処理を行った後に180℃で3hr焼戻し処理を行った。カーボンポテンシャルは図2中に示されるように0.85%に調整しているが、浸炭後のシャルピー試験片表面の炭素濃度は0.68~0.81の範囲にほぼ浸炭されており、約1mm程度の浸炭深さを得ていることが分かった。

【0031】図3には、代表例として、表1中の試験片A、B、C（SCM420相当材）の表面硬さ分布が示されている。本実施例で浸炭に供した試験片の表面硬さはほぼビッカース硬さ700~800（HRC59~63）の範囲にあることが分かる。

【0032】前記浸炭試験片のシャルピー試験は各鋼水準でN=5の測定を行い、その平均値を表1に合わせて示したが、次のことが明らかとなった。なお、表1中、*を付したB、D、E、F、G、J、K、M鋼が本発明鋼であり、無印のA、C、H、I、L、N鋼が比較鋼である。

1) 試験片A、B、C、D、E、F、G、Hの比較より、AlとNiの共存によりその衝撃特性が画期的に改善されており、その共存による韧性改善効果が0.3重量%Al、0.5重量%Niにおいても現われている。*

*2) 市販レベルのP、S含有鋼においてもAl、Niの共存効果が認められている（D鋼）。

3) J、E鋼の比較において、S/Mn比を0.01以下にするようにMnを増量することによって、P、S含有量が多くても韧性が改善される。

4) K、L鋼の比較からは、B処理鋼においてその韧性が改善されるが、僅かなAl、Niの共存によってより顕著に改善できる。

5) M、N鋼の比較からは、V添加量が0.43重量%以上でV炭化物の析出によって、顕著な韧性劣化を示す。

【0033】（実施例2：中炭素鋼試験）本実施例では、0.35~0.50重量%炭素範囲の表2に示されるO~Tの鋼（本発明鋼はO、P）を、実施例1と同じように溶製、熱間鍛造、焼きならしを行った後、図1に示されるシャルピー衝撃試験片を作成した。焼入れ処理は870~930℃、1hrからの焼入れと450℃1hr焼戻しを実施した。また、比較のために市販鋼についても同様の調査を実施したが、市販鋼の焼入れ温度は850℃、焼戻し温度は200℃とした。

【0034】

【表2】

中炭素鋼組成とシャルピー衝撃測定結果

No	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	P	S	Al	Nb	B	Ti	表面硬さ(HRC)	シャルピー値
*O	0.49	0.24	0.53	1.03	1.03	0.91	0.2	0.01	0.008	0.97	0.036			58	7.2
*P	0.48	1.52	1.34	1.01	1.51	0.51	0.13	0.009	0.008	1.03				67.5	7.41
Q	0.44	0.27	0.41	0.04	0.97	0.96		0.013	0.007	0.04	0.045	0.0015	0.0023	58.3	3.85
R	0.48	0.31	0.46	0.01	1.5	1.58	0.15	0.009	0.008	0.047	0.0061	0.002		57	2.98
S	0.45	1.45	0.46	0.01	1.49	0.52	0.14	0.01	0.006	0.045	0.049	0.0018		58.5	4.1
T	0.36	0.93	1.02	0.08	0.97	0.98	0.5	0.015	0.009	0.022			0.007	53	3.87
SMnS435H														50	7.4
SWJ2														61	0.95
SAE4161														58	2.32
SAE15B36														48	6.7
SCM435BH														51.5	4.8

【0035】シャルピー衝撃値の実測結果は、表2中と 図4に合わせて示されている。これらの表および図から

明らかなように、本発明鋼のシャルピー衝撃値が比較鋼のそれに比べて改善されており、市販鋼の上限線である、シャルピー衝撃値 ($\text{kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$) $= -3/5 \times \text{HRC} + 38$ の上方に位置していることがわかる。

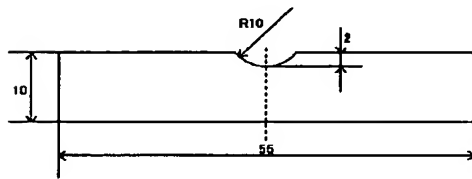
【図面の簡単な説明】

【図1】図1は、シャルピー衝撃試験片の形状を示す図である。

*

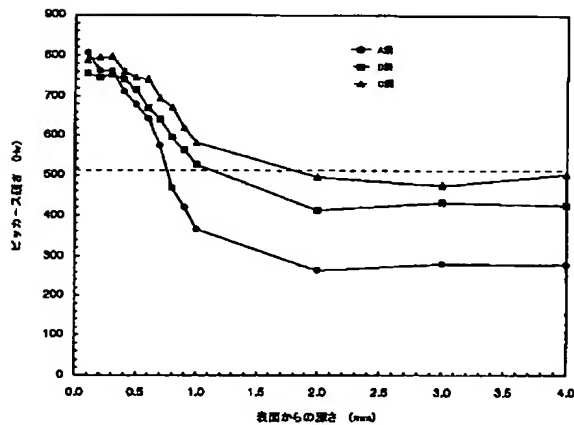
【図1】

シャルピー衝撃試験片の形状



【図3】

シャルピー衝撃試験片の硬さ分布



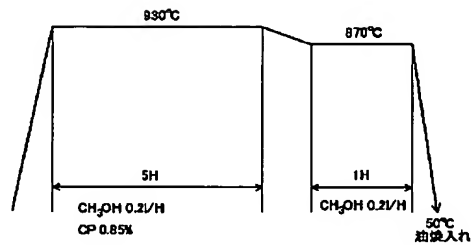
*【図2】図2は、実施例1における浸炭焼入れ熱処理条件を示すグラフである。

【図3】図3は、実施例1におけるシャルピー衝撃試験片の硬さ分布を示すグラフである。

【図4】図4は、実施例2における硬さとシャルピー値との関係を示すグラフである。

【図2】

浸炭焼入れ熱処理条件



【図4】

硬さ(HRC)とシャルピー値との関係

